

PUB-NO: JP358104120A
DOCUMENT-IDENTIFIER: JP 58104120 A
TITLE: MANUFACTURE OF HIGH TENSILE STEEL MATERIAL HAVING FINE GRAIN STRUCTURE

PUBN-DATE: June 21, 1983

INVENTOR-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
<u>KOBAYASHI</u> , KUNIIHIKO	
<u>KOSEKI</u> , TOMOYA	
ENAMI, TEIICHI	

ASSIGNEE-INFORMATION:

NAME	COUNTRY
KAWASAKI <u>STEEL</u> CORP	

APPL-NO: JP56202496
APPL-DATE: December 17, 1981

US-CL-CURRENT: 148/504
INT-CL (IPC): C21D 8/00; C22C 38/32

ABSTRACT:

PURPOSE: To obtain high tensile steel materials having increased strength and toughness, by shortening heating times in the austenite region of the steel materials whose hardenability is raised by adding B and quenching the steel materials while they are kept in a fine grain state and tempering them for a short time.

CONSTITUTION: An ingot of low carbon steel containing 0.07i-0.16% C, 0.10i-1.00% Si, 0.50i-1.50% Mn, iÂ1.00% Cr, iÂ0.70% Mo, 0.05i-0.11% Al, iÂ0.0050% N, 0.0005i-0.0030% B, or furthermore one or iÂ2 kinds among 0.10i-0.30% Cu, 0.20i-1.50% Ni, 0.01i-0.06% V is hot-worked, cooled to a temperature below Ar1, heated to the max. heating temperature of Ac3 point i-950iÆC for a short time of iÂ100sec and immediately quenched while austenite grains are kept a fine state. This ingot is tempered under conditions in which a tempering constant $TP=(T+273)(20+\log t)$, (T: temp. iÆC, t: time hr) becomes iÂ18,000. The high tensile steel both superior in strength and toughness can be obtained.

COPYRIGHT: (C)1983,JP0&Japio

⑬ 日本国特許庁 (JP)

⑪ 特許出願公開

⑫ 公開特許公報 (A)

昭58—104120

⑤ Int. Cl.³
C 21 D 8/00
// C 22 C 38/32

識別記号
CBA

庁内整理番号
6793—4K
7147—4K

⑬ 公開 昭和58年(1983)6月21日

発明の数 2
審査請求 未請求

(全 7 頁)

⑭ 細粒組織を有する高張力鋼材の製造方法

千葉市園生町1351D—712

① 特 願 昭56—202496

⑯ 発 明 者 榎並 禎一

② 出 願 昭56(1981)12月17日

千葉市千城台東2—27—9

⑰ 発 明 者 小林邦彦

⑰ 出 願 人 川崎製鉄株式会社

千葉市真砂2丁目16—1—804

神戸市中央区北本町通1丁目1
番28号

⑰ 発 明 者 小関智也

⑱ 代 理 人 弁理士 村田政治

明 細 書

1. 発明の名称

細粒組織を有する高張力鋼材の製造方法

2. 特許請求の範囲

1. C : 0.07 ~ 0.16 %、Si : 0.10 ~ 1.00 %、Mn : 0.50 ~ 1.50 %、Cr ≤ 1.00 %、Mo ≤ 0.70 %、Al : 0.05 ~ 0.11 %、N ≤ 0.0050 %、B : 0.0005 ~ 0.0030 % を含有し、残部は Fe および N 以外の不可避的不純物から成る鋼片を、熱間加工後 Ar₁ 点以下の温度まで冷却した後、A₀₃ 点以上で 950 °C 以下の最高加熱温度に、A₀₃ 点を越え該最高加熱温度までの温度域における鋼材の滞留時間が 100 秒を超えない範囲で加熱し、直ちに焼入れし次いで
焼戻し定数 TP = (T + 273) (20 + log t)
(T : 温度 (°C)、t : 時間 (hr)) が 18,000 以下である値で焼戻すことを特徴とする、細粒組織を有する高張力鋼材の製造方法。
2. C : 0.07 ~ 0.16 %、Si : 0.10 ~ 1.00

%、Mn : 0.50 ~ 1.50 %、Cr ≤ 1.00 %、Mo ≤ 0.70 %、Al : 0.05 ~ 0.11 %、N ≤ 0.0050 %、B : 0.0005 ~ 0.0030 % を含有したうえ更に Cu : 0.10 ~ 0.30 %、Ni : 0.20 ~ 1.50 % および V : 0.01 ~ 0.04 % の 1 種または 2 種以上を含有し、残部は Fe および N 以外の不可避的不純物から成る鋼片を、熱間加工後 Ar₁ 点以下の温度まで冷却した後、A₀₃ 点以上で 950 °C 以下の最高加熱温度に、A₀₃ 点を越え該最高加熱温度までの温度域における鋼材の滞留時間が 100 秒を超えない範囲で加熱し、直ちに焼入れし、次いで焼戻し定数 TP = (T + 273) (20 + log t) (T : 温度 (°C)、t : 時間 (hr)) が 18,000 以下の値で焼戻すことを特徴とする、細粒組織を有する高張力鋼材の製造方法。

3. 発明の詳細な説明

本発明は、熱間加工後、焼入れ焼戻しを施して高張力鋼材を製造する方法に関するものである。現在、溶接構造物に多用される高張力鋼板、鋼

管には強度の他に、安全性の観点から高い靱性が要求される。これらの高強度鋼材は、一般に強度が高くなる程切欠靱性が劣化するために、それを補うためにNi, Mo等の高価な元素が添加される。強度と靱性の双方を高めるにはフェライト粒径、あるいは調質鋼においては前オーステナイト粒径を微細化することが有効であると言われている(R. A. Grange, Trans. ASM, 59 (1966), P. 26 (文献1))；鈴木・金沢, 鉄鋼基礎共同研究会, 強度と靱性部会第2回シンポジウム資料, 昭和46年6月7日, P. 49 (文献2))。

しかしながら文献1では、0.39% Cの高炭素鋼においてオーステナイト粒の微細化に伴い強度が上昇することは報告されているが、靱性に関しては明らかにされていない。また文献2では溶接構造用鋼について高周波加熱処理によつてオーステナイト粒の細粒化を計算すると、切欠靱性については向上するが強度、特に引張強さに関してはあまり大きな効果はないことが報告されている。

本発明者等は鋼材および熱処理を種々検討した

結果、低炭素溶接構造用鋼材において、前オーステナイト粒を微細にし、かつ焼戻し定数として $TP = (T + 273)(20 + \log t)$ (T: 焼戻し温度(°C)、t: 焼戻し時間(hr))が比較的小さい範囲で焼戻すことにより、高強度かつ高靱性の細粒組織をもつ高強度鋼材が得られることを見出した。

本発明はこの知見に基づいて創作されたものであつて、その目的は高強度でかつ高靱性すなわち、引張強さ60 kg/mm²級で $vTr_{0.2}$ -100°C以下、80 kg/mm²級で $vTr_{0.2}$ -130°C以下の性質を有する細粒組織の高強度鋼材を製造する方法を提供することにある。

しかして本発明の要旨は、以下のとおりのものである。

C: 0.07 ~ 0.16%, Si: 0.10 ~ 1.00%, Mn: 0.50 ~ 1.50%, Cr ≤ 1.00%, Mo ≤ 0.70%, Al: 0.05 ~ 0.11%, N ≤ 0.0050%, B: 0.0005 ~ 0.0030%を含有し、または以上に加えさらにCu: 0.10 ~ 0.30%, Ni: 0.20 ~ 1.50

%およびV: 0.01 ~ 0.04%の1種または2種以上を含有し残部はFeおよびN以外の不可避的不純物から成る鋼片を、熱間加工後 A_{r1} 点以下の温度まで冷却した後、 A_{03} 点以上で950°C以下の最高加熱温度に、 A_{03} 点から該最高加熱温度までの温度域における鋼材の滞留時間が100秒を超えない範囲で加熱し、直ちに焼入れし、次いで焼戻し定数 $TP = (T + 273)(20 + \log t)$ (T: 温度(°C)、t: 時間(hr))が18,000以下である値で焼戻すことを特徴とする、細粒組織を有する高強度鋼材の製造方法。

以下、本発明について詳細に説明する。

まず、本発明の技術的思想の基本は、Bを添加して焼入性を高めた鋼材をオーステナイト域での加熱時間を短かくして細粒状態のままで焼入れし、しかる後に短時間の焼戻しを行なうことによつて高強度かつ高靱性の鋼材を得ることにある。第1図は熱処理を種々に変えて前オーステナイト粒径を変化させた場合の引張強さ、降伏強さおよびシャルピー衝撃試験での破面遷移温度 $vTr_{0.2}$ と $d_T^{-1/2}$

(d_T : 前オーステナイト粒径)の関係を示す図表である。

この図表は、よく知られたHall - Petchの関係を示している。すなわち降伏応力、 $vTr_{0.2}$ は $d_T^{-1/2}$ が大きくなるにつれ、すなわち d_T が小さくなるにつれて向上することを示している。また引張強さも同様であるが、 $d_T^{-1/2} = \gamma$ を境にしてはば $d_T^{-1/2} \geq \gamma$ では引張強さは細粒化に伴い著しく上昇するが $d_T^{-1/2} < \gamma$ では粒径にあまり依存しない。したがつて $d_T^{-1/2} \geq \gamma$ 、つまり d_T を0.0020 mm以下の細粒にすれば強度が著しく高くなり、かつ $vTr_{0.2}$ も低下して高い切欠靱性が得られることが分かる。

次に d_T を0.0020 mm以下にするための熱処理方法について述べる。オーステナイト粒の成長は A_{03} 点以上の温度で起こるので、粒径を支配する因子は A_{03} 点を超えてかつ最高加熱温度までの間に滞留する時間、すなわち A_{03} 点を超えた時から焼き入れ開始までの時間であると考えられる。第2図の図表は加熱速度、保持時間等を種々に変え

たときの $A_{0.3}$ ~ 最高温度間の滞留時間と焼き入れ後のオーステナイト粒径との関係を示す。この図表により $A_{0.3}$ ~ 最高加熱温度間の滞留時間を 100 秒以下とすればオーステナイト粒径を $0.0020 \mu\text{m}$ 以下にできることを見出した。この細粒化の方法については Al, N を多量に添加して AlN 析出物を利用する方法が知られているが、本発明によれば Al, N を多量に添加することなく細粒化することが可能である。

次に焼戻し条件について述べる。第 3 図に前述の熱処理で得られた細粒鋼と通常の熱処理で得られた前オーステナイト粒径 $d_f > 0.0020 \mu\text{m}$ の鋼を種々の条件で焼戻したときの焼戻し定数 $TP = (T + 273)(20 + \log t)$ と引張強さおよび $vTrs$ との関係を示す。TP が 18,000 以下において、本発明による細粒鋼材が強度・靱性ともに優れており、18,000 を超えると通常処理鋼材との差が小さくなる。したがって細粒鋼の有利性を十分に発揮させるためには $TP = 18,000$ 以下で焼戻すことが必要である。

表 1
組成

鋼種	化 学 成 分 %									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	B
1	0.12	0.24	0.86	0.008	0.004	0.43	0.47	0.40	0.071	0.0027
2	0.13	0.25	0.87	0.007	0.004	—	0.47	0.40	0.071	0.0010
3	0.12	0.20	0.90	0.007	0.004	—	0.50	0.40	0.075	0.0022
										0.0041

なお、第 1 図 ~ 第 3 図に示した各試験において使用した試料の組成は、次の第 1 表に示すとおりである。

本発明者らは以上の諸知見を組み合わせることに より、Ni, Mo 等の高価な元素を必要以上に添加することなく、強度・靱性の優れた細粒高張力鋼材の製造方法を発明した。

次に、本発明において上記のとおり成分組成および製造の両条件を限定した理由について詳細に説明する。

素材の成分組成について C は、焼入性を増して強度を上げる元素であり、0.07 % 以上の添加が必要であるが、0.16 % を超えると溶接割れ感受性を高めるので上限を 0.16 % とした。

Si は、強度を高めるのに必要な元素であり 0.10 % 以上の添加が不可欠であるが、多すぎると切欠靱性を損うので上限を 1.00 % とした。

Mn は、焼入性と靱性を向上させるに必要な元素であり、0.50 % 以上の添加が必要であるが多すぎると溶接割れ感受性を高めるので上限を 1.50 % とした。

Cr は、焼入性を高める効果があり、0.05 % 以上添加することが望ましいが、多すぎると溶接性

を揃うので上限を1.00%とした。

Moは、焼入性、焼戻し軟化抵抗を高める元素であり、0.05%以上の添加が望ましいが高価な元素なので経済性を考え上限を0.70%とした。

Alは、焼入性をあげるために必要であり、0.05%より少ないと効果がないので下限を0.05%とし、多すぎるとオーステナイト粒の粗大化を促進するので上限を0.11%とした。

Mは、製鋼時に不可避的に混入する元素であるが、多すぎるとBの焼入性効果を揃うので上限を0.0050%とした。

Bは、焼入性を著しく向上させる元素であり、0.0005%以上の添加が必要であるが、多すぎると母材の靱性を揃うので上限を0.0030%とした。

Cuは、強度を高め、耐食性にも効果のある元素であり、0.10%以上の添加が必要であるが、多すぎると切欠靱性を揃うので上限を0.30%とした。

Siは、焼入性を高め母材靱性を向上させる効果があるが、0.20%以下では効果が少ないので下限を0.20%とし、高価な元素であるので

経済的な観点より上限を1.50%とした。

Vは、焼戻し時の析出硬化により強度を高める元素であるが、0.01%以下では効果がないので下限を0.01%とし、多すぎると靱性の劣化を生じるので上限を0.06%とした。

製造条件について

まず、最高加熱温度はオーステナイト化のために必要な温度であるから下限を A_{c3} 点を超える温度とし、他方、950℃以上では結晶粒成長が著しくて細粒が得られないので上限を950℃とした。

しかしてオーステナイト化に当つて A_{c3} 点以上の温度に保持される時間が長いと結晶粒が粗大化する。そこで細粒化による引張強さの向上効果が最も期待される0.0020mm以下の粒径とするために、 A_{c3} 点を超えてから最高加熱温度までの滞留時間を短くする必要がある、これを100秒以下とすることに限定した。滞留時間が不均一が生じるので、20秒以上滞留させることが望ましい。

なお、高温に短時間保持する熱処理方法は誘導加熱、塩浴炉による加熱など種々の方法があるが、

いずれも同様な効果が期待できるので、その方法については限定しない。

次いで行なう焼戻しの条件としては、焼戻し定数 $TP = (T + 273)(20 + \log t)$ が第3図によつて説明したように、18,000を超えると細粒化による強度増進効果が少なく、また切欠靱性も劣化するので上限を18,000とした。

焼戻し温度は A_{r3} 点以下とすることは当然であるが、望ましくは580～670℃が良い。また、TPの値が小さすぎると靱性劣化の傾向が見られるので、望ましくはTPの値を16000以上にするのが良い。

以下に、本発明の実施例について説明する。

第2表は、本発明の実施例を比較例と対比して示すものである。

第 2 表

例 別	実 施 例				比 較 例		
	1	2	3	4	1	2	3
鋼 種	A	B	C	D	E	F	G
化 学 成 分 (wt %)	C	0.12	0.07	0.08	0.13	0.13	0.12
	Si	0.20	0.30	0.35	0.25	0.22	0.25
	Mn	0.90	1.05	1.35	0.87	0.88	0.96
	Ni	—	0.22	—	—	0.51	—
	Cr	0.50	0.10	0.15	0.47	0.48	0.47
	Mo	0.40	0.10	0.14	0.40	0.42	0.40
	V	—	—	—	—	0.035	—
寸 法	Al	0.075	0.055	0.061	0.085	0.053	0.070
	B	0.0022	0.0015	0.0025	0.0011	0.0020	—
	N	0.0041	0.0035	0.0045	0.0037	0.0060	0.0045
	法	14 mm t	20 mm t	20 mm t	318.5φ x15 mm t	15 mm t	14 mm t
オーステナイト化加 熱温度	900 °C	950 °C	950 °C	950 °C	900 °C	950 °C	900 °C
Acs点超～加熱最高 温度の保持時間	40 sec	90 sec	90 sec	30 sec	60 min	30 min	40 sec
焼 入 れ	水 冷	水 冷	水 冷	水 冷	水 冷	水 冷	水 冷
焼 戻 し 条 件	650 °C x30 sec	620 °C x10 min	620 °C x10 min	650 °C x 5 min	630 °C x60 min	620 °C x30 min	650 °C x30 sec
焼戻し温度(=TP)	15,500	17,200	17,200	17,500	16,100	17,600	15,500
延伏点 (kg/mm ²)	84.0	58.3	63.5	78.2	72.8	65.3	71.7
引張強さ (kg/mm ²)	89.5	68.5	74.9	84.8	81.3	78.5	79.8
vT _{rs} (°C)	-130	-125	-100	-135	-70	-90	-120

実施例 1, 4 では、使用した鋼種 A, D は通常の 80 kg/mm² 級高強度鋼材と類似の成分であるが、焼戻し時の析出硬化を起こす元素として通常使用される V は添加されていないにもかかわらず、得られた鋼材は 80 kg/mm² 以上の引張強さと -130 °C 程度の vT_{rs} という優れた特性を有する。これはオーステナイト粒微細化による強度上昇および靱性改善並びに短時間焼戻しによる強度低下および靱性劣化の防止効果が重畳して実現されたものである。すなわち V, Ni などの高価な元素の添加なしに高強度高靱性鋼材が得られ、その経済的効果は大きい。さらに V を添加すればより強度の高い鋼材の製造が可能となることは当然である。

実施例 2, 3 は、使用した鋼種 B, C が低炭素当量であるにもかかわらず、本発明の製造条件によつて製品鋼材に 60 kg/mm² 以上の強度と -100 °C 以下の vT_{rs} を実現できた例である。

比較例 1 は、通常の熱処理によるものであつて、得られた鋼材の引張強さは、約 80 kg/mm² であるが、そのオーステナイト粒径が大きいために、靱性が

各実施例によるものに比較して劣っている。比較例 2 は、実施例 1 において使用した鋼種 A と同一組成の鋼種を使用して通常の熱処理によつて製造した例であるが、製品鋼材の粒径が大きいこと、V による析出硬化がないことなどのために、実施例 1 による鋼材よりも強度が低く、また靱性も劣っていることを示している。更に比較例 3 では、使用した鋼種 G の組成が B の無添加を除いて実施例 1 の鋼種 A とほぼ同一であるものの、B 無添加のためその熱処理条件が本発明に従うものであつたにもかかわらず、得られた鋼材の引張強さおよび vT_{rs} は実施例 1 による鋼材より劣っていることを示している。

以上詳細に述べてきたように、本発明は Ni, Mo 等の高価な元素を節約した鋼材を使用し、これに適切な熱処理を施すことによつて、高強度かつ高靱性を具有する細粒組織の鋼材の製造を可能ならしめたものであり、その技術的かつ経済的効果は著しく大なるものである。

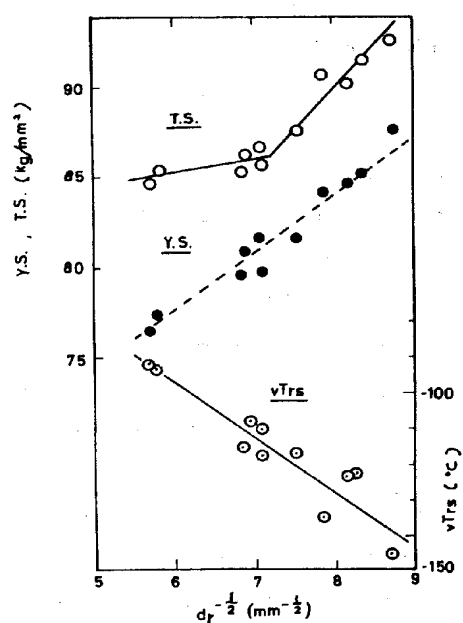
4 図面の簡単な説明

第1図は、鋼材におけるオーステナイト粒径と降伏点、引張強さおよび vT_{rs} との関係を示す図表、第2図は、同じくオーステナイト化処理時の A_{c3} 点超～最高加熱温度間にある停留時間とオーステナイト粒径との関係を示す図表、第3図は、細粒組織状態で焼入れした鋼材および通常の熱処理で焼入れした鋼材をそれぞれ種々の条件で焼戻したときの引張強さおよび vT_{rs} と焼戻し定数 TP との関係を示す図表である。

特許出願人 川崎製鉄株式会社

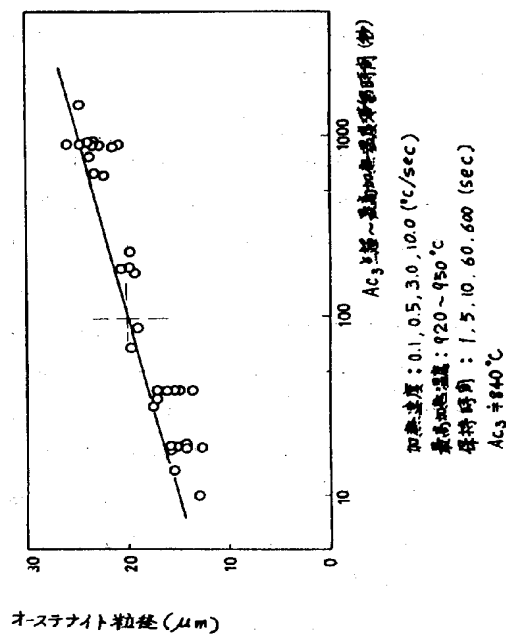
代理人弁護士 村田 政治

第1図



焼入れ 加熱速度: $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
 930°C 保持: 10sec, 60sec, 3600sec
 冷却速度: $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
 焼戻し 加熱速度: $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$
 650°C 保持: 10sec
 $TP: 16.200$
 板厚: 14mm²

第2図



オーステナイト粒径 (μm)

第 3 図

